

# HIGH-STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE AND ITS PRODUCTION

Bibliographic data	Description	Claims	Abstract	<u>Original document</u>	<u>INPADOC legal status</u>
<b>Publication number:</b>	JP7118792 (A)				
<b>Publication date:</b>	1995-05-09				
<b>Inventor(s):</b>	KIKUCHI KENJI				
<b>Applicant(s):</b>	SUMITOMO METAL IND				
<b>Classification:</b>					
<b>- international:</b>	C21D8/02; C22C38/00; C22C38/32; C21D8/02; C22C38/00; C22C38/32; (IPC1-7): C22C38/00; C21D8/02; C22C38/32				
<b>- European:</b>					
<b>Application number:</b>	JP19930285640 19931021				
<b>Priority number(s):</b>	JP19930285640 19931021				
<a href="#">View INPADOC patent family</a>					
<a href="#">View list of citing documents</a>					
<a href="#">Report a data error here</a>					

## Abstract of JP 7118792 (A)

PURPOSE:To stably produce a high-strength hot rolled steel plate excellent in D.C. butt seam weldability, workability after working, and chemical conversion treating property and having  $\sigma_t \geq 65 \text{ kg/mm}^2$ ; tensile strength. CONSTITUTION:The composition of this hot rolled steel plate is regulated so that it consists of 0.06-0.12% C,  $\text{Si} = 0.15\% \text{ or } 0.25-0.45\%$ , 1.0-2.0% Mn,  $\text{P} = 0.05\%$ ,  $\text{S} = 0.005\%$ , 0.10-0.70% Cr, 0.01-0.05% Al, 0.02-0.08% Ti, 0.01-0.06% Nb, 0.0015-0.0080% N, and the balance Fe with inevitable impurities and further contains one or more kinds among 0.03-0.5% Mo, 0.03-0.5% V, and 0.0002-0.0050% B or further contains one or more kinds among the following three consisting of a combination of 0.1-0.5% Cu with 0.1-0.5% Ni, 0.0005-0.005% Ca, and 0.005-0.015% rare earth element.; Moreover, it is preferable to produce this hot rolled steel plate by subjecting a steel slab of this composition to hot rolling at  $\geq 850 \text{ deg.C}$  finishing temp., to coiling at 400-550 deg.C, and then to descaling.

Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide

(19)日本国特許庁 (J P)

## (12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-118792

(43)公開日 平成7年(1995)5月9日

(51)Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			
	W			
C 2 1 D 8/02	B	7217-4K		
C 2 2 C 38/32				

審査請求 未請求 請求項の数 9 F D (全 10 頁)

(21)出願番号 特願平5-285640

(22)出願日 平成5年(1993)10月21日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 菊池 健司

茨城県鹿島郡鹿島町大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内

(74)代理人 弁理士 今井 毅

(54)【発明の名称】 高強度熱延鋼板及びその製造方法

## (57)【要約】

【目的】 優れたD.C.バット溶接性、溶接後加工性、化成処理性を示す引張強度65kg/mm<sup>2</sup>以上の高強度熱延鋼板を安定提供できる手段を確立する。

【構成】 熱延鋼板の組成をC:0.06~0.12%, Si:0.15%以下又は0.25~0.45%, Mn:1.0~2.0%, P:0.05%以下, S:0.005%以下, Cr:0.10~0.70%, Al:0.01~0.05%, Ti:0.02~0.08%, Nb:0.01~0.06%, N:0.0015~0.0080%を含有すると共に、更にMo:0.03~0.5%, V:0.03~0.5%及びB:0.0002~0.0050%の1種以上を含むか、或いは更にCu:0.1~0.5%とNi:0.1~0.5%の2種を組合わせた成分, Ca:0.0005~0.005%及び希土類元素:0.005~0.015%の3者のうちの1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免的不純物から成る如くに調整する。なお、該成分組成の鋼片を仕上温度850℃以上で熱間圧延し、400~550℃で巻取った後、脱スケールして熱延鋼板を製造するのが良い。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.15%以下， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項2】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.25～0.45%， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項3】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.15%以下， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%， Cu：0.1～0.5%， Ni：0.1～0.5%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項4】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.25～0.45%， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%， Cu：0.1～0.5%， Ni：0.1～0.5%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項5】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.15%以下， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上、並びにCa：0.0005～0.005

%， 希土類元素：0.005～0.015%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項6】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.25～0.45%， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上、並びにCa：0.0005～0.005%， 希土類元素：0.005～0.015%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項7】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.15%以下， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%， Cu：0.1～0.5%， Ni：0.1～0.5%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上、並びにCa：0.0005～0.005%， 希土類元素：0.005～0.015%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項8】 重量割合にてC：0.06～0.12%， Si：0.25～0.45%， Mn：1.0～2.0%， P：0.05%以下， S：0.005%以下， Cr：0.10～0.70%， Al：0.01～0.05%， Ti：0.02～0.08%， Nb：0.01～0.06%， N：0.0015～0.0080%， Cu：0.1～0.5%， Ni：0.1～0.5%を含有すると共に、更にMo：0.03～0.5%， V：0.03～0.5%， B：0.0002～0.0050%の1種以上、並びにCa：0.0005～0.005%， 希土類元素：0.005～0.015%の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなることを特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項9】 請求項1ないし8の何れかに記載された成分組成の鋼片を、仕上温度850℃以上で熱間圧延し、400～550℃で巻取った後、脱スケールすることをも特徴とする、D.C.バット溶接性及び溶接後の加工性に優れると共に化成処理性の良好な高強度熱延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 この発明は、引張強度65kg/mm<sup>2</sup>以上の高強度を有すると共にD.C.バット溶接性、溶接後加工性並びに化成処理性に優れ、例えば自動車のホイー

ルリム製造用として好適な熱延鋼板、及びその製造方法に関するものである。

#### 【0002】

【従来技術とその課題】近年、省エネルギー化思想は産業界の隅々にまで浸透してきているが、これを背景として、例えば自動車業界においても車体重量を軽減して燃料消費量を低減すべく乗用車を始めとした各種の自動車類に高強度鋼板を使用することが一般化してきた。そして、これに伴い、より一層強度が高く、しかもより優れた加工性を示す鋼板への要求が益々高まりつつある。また、自動車類の場合は、ボディ等に比べてホイールの軽量化が燃料消費量節減に対する効果が大きいことから、最近では“ホイール材に対する高強度熱延鋼板の適用”に関しても研究の目が向けられるようになってきている。

【0003】ところで、通常、上記自動車類のホイールは“ディスク”と“リム”より構成されている。このうちのリムに適用される材料は、従来、所定の幅及び長さ

に切断された鋼板をリング状に成形し、端部を溶接した上で数工程のロールフォーミングを経て加工成形され製造されている。このように、他の部材とは異なってリム用材は溶接された後に大きな加工を受けるので、成形性もさることながら“溶接性”及び“溶接後の加工性”が良好であることが重要な要件となる。

【0005】なお、上記リム用材の溶接には、従来からの“フラッシュバット溶接法”に加えて、近年では比較的新しい方法である“D.C.バット溶接法”も適用されるようになってきている。しかも、ここ数年前からの傾向として、

- a) フラッシュが飛ばないので粉塵による作業環境の劣化がない、
- b) 騒音が少ない、
- 3) フラッシュによる材料消耗がないので1%程度の歩留り向上を図れる、
- 4) 溶接端面の割れの原因の1つである酸化物を形成しにくいので、添加量を抑える必要があったSi, Al, Ti等の成分元素に対してフラッシュバット溶接法の場合ほど注意を払う必要がない、

等の利点があることから、徐々にD.C.バット溶接法が主流になりつつある。

【0006】しかしながら、最近の要望を満たすべく、このD.C.バット溶接法を用いてより強度の高い高強度熱延鋼板製ホイールリムを製造しようとする、次のような問題があった。

【0007】即ち、ホイールリムを製造する際にフラッシュバット溶接法を適用していた時代にはそれを念頭においた各種の材料や技術が開発されてきたが、そのため、これらの材料や技術ではD.C.バット溶接法を用いた場合には溶接不良が生じることがあった。そこで、D.C.バット溶接法が広まるにつれて新しい材料や技術が開発されてきた。

【0008】ところが、フラッシュバット溶接法よりD.C.バット溶接法への転換期から数年後に今度は材料の高強度化（材料強度の50～60キロ化）が叫ばれるようになり、素材鋼板のC, Si, Mnの含有量を増やして強度を上げようとしたが、この場合には溶接部の硬度上昇が問題となった。つまり、強化元素の増量により溶接部の硬度が非常に高くなって、その後の加工途中で溶接端面から割れが生じるといった問題や、溶接端面から少し離れた部分では溶接熱影響のために逆に軟化が生じ、加工を行うとこの軟化部分に応力の集中が起こって軟化部からネッキングによる割れが発生して不良率が増加するという問題が指摘された。ただ、当時の材料強度レベルにおける“溶接部の硬度上昇問題”は、C当量の制限やTi添加等の方法でどうにか解決することができた（例えば特開昭61-170541号公報、特開昭61-264159号公報、特開昭61-264160号公報等を参照）。

【0009】しかるに、最近の高強度化要求レベル（材料強度の65～80キロ化）に対応しようすると、上述した問題よりも一層複雑で解決困難な問題が発生したのである。つまり、このような高い強度を要求される熱延鋼板においては、C当量を余りに制限することは強度確保の面から困難であり、また多少のTi添加では溶接部の硬度上昇抑制効果が十分ではない。しかも、単純にTiの添加量を増しただけではその効果が飽和してくる上に、TiNの粗大化等による延性の劣化が生じて成形性の低下が起こりやすい。更に、これら析出強化型の高強度鋼板では、溶接端面から少し離れた溶接熱影響部においてTiCの固溶再析出による粗大化により軟化が生じ、その軟化量は高強度であるほど大きくなるので、かえって硬度分布が不均一となる。このような現象は、CrやNbを添加して強化を図った鋼板の場合でも同様である。

【0010】しかも、相応の高強度が得られるようにC, Si, Mnを多くしたこの種の高強度鋼板では、従来の引張強度50～60kg/mm<sup>2</sup>以下の熱延鋼板の場合にはそれほど問題とならなかった“鋼板の電気抵抗値”や“鋼板の焼入れ性”が非常に大きな問題となってくる。

【0011】なぜなら、C, Si, Mnの含有量が多いと鋼板の電気抵抗値が大きくなるが、電気抵抗値が大きくなると溶接の際に大電流を流さなければならない。その結果、部分的に発熱量が大きい面が溶け落ちて溶接できず、また電流の量を減少させると十分に端面を加熱できないために冷接と呼ばれる溶接不良を生じるという具合に、最適溶接条件の範囲が狭くなって溶接条件の設定が難しくなる。また、鋼板の焼入れ性が高くなると、溶接してピードリムをした後の冷却過程での冷却速度が早いために溶接部の硬度が非常に高くなってしまい、先程述べたのと同様、加工途中で溶接端面から割れが生じたり、また溶接端面から少し離れた溶接熱影響部では逆に軟化が生じ、加工に際し軟化部分に応力の集中が起きてネッキングによる割れを発生する。

【0012】このうち、鋼板の最適溶接条件範囲については、“2段加圧”等の溶接条件の改善によりある程度までカバーできることが判明しており、このような溶接条件の改善策について更なる研究も進められてはいる。しかし、作業や製品性能の安定性、生産性等の面から最適溶接条件範囲の広いことが望ましいことは言うまでもない。

【0013】溶接部の硬度分布については、“溶接端面の硬度上昇量”と“溶接部近傍の溶接熱影響部での軟化量”の両方が小さく、最高硬度と最低硬度の差がなるべく小さくてフラットな分布であることが必要ことは前述した通りである。そして、本発明者等の調査によれば、この“最高硬度と最低硬度との差”はビッカース硬度(Hv)にて40以下であることが必要で、この条件を満たしていないとその後の加工中に“軟化部でのネッキング割れ”や“軟化部と母材の境界で割れる二番割れ”等が生じやすく、不良率が無視できなくなる。

【0014】なお、パイプ用の厚鋼板等において溶接熱影響部の軟化を抑えるためにMo、V等の添加が有効であるということは公知であるが、これらの変態強化元素は添加するとC当量が上昇するので溶接部の硬度上昇が極めて大きくなり、溶接部の硬度分布の不均一性を助長する。従って、D.C.バット溶接用鋼板への添加は不適切とされている。

【0015】また、鋼板を高強度化するためのその他の手段として“制御冷却によって組織制御を行う方法”があるが、この種の鋼板は特に溶接熱影響部の軟化を生じやすく、しかも高強度であるほど軟化量が大きくなる傾向があるため、自動車のホイールリム用鋼板等の高強度化法として採用するのは不適切である。

【0016】上述のように、現在の一般的な“65キロ級以上の高強度を有する熱延鋼板”は最適溶接条件範囲が極めて狭く、硬度分布も非常に不均一となる傾向が高い等のため、自動車のホイールリム用等としては適用に問題があった。

【0017】その上、自動車のホイールリム等では、成形の後に化成処理(りん酸塩処理)が施こされ、その後に塗装されるのが一般的であるため、それに供する材料は化成処理性が良いことも要求される。ただ、この化成処理性は熱延鋼板であると冷延鋼板に比べて多少劣りするものの、それほど問題になることはないと言われていた。しかし、本発明者等の調査によると、鋼板の組成によっては化成処理性が極端に悪化し、ホイールリム用等としての適用が難しくなる場合があることが判明した。

【0018】このようなことから、本発明が目的としたのは、今後に望まれる自動車のホイールリム用等としても十分に満足できるところの、優れたD.C.バット溶接性と溶接後加工性を示すと共に化成処理性も良好で、かつ引張強度65kg/mm<sup>2</sup>以上の高強度熱延鋼板を安定提供できる手段を確立することであった。

【0019】

【課題を解決するための手段】本発明者は、上記目的を達成すべく鋭意研究を行ったところ、「適量のTi、Nb及びCrを複合添加し、更にMo、V、Bを適量添加して高強度熱延鋼板を構成すると、高強度を確保しつつ溶接部の硬度上昇と溶接熱影響部の軟化を同時に抑制することが可能であり、かつ溶接可能条件も現状の50～60kg/mm<sup>2</sup>級熱延鋼板に比べて実用上問題が生じるほどは狭くならない」との知見が得られた。

【0020】その上、これを基にした更なる検討により、「上記熱延鋼板を製造するに際して熱延後の冷却に簡単な制御冷却を適用すると得られる鋼板の性能が若干向上する」ことや、「熱延鋼板の化成処理性が極端に悪化するのは鋼板中に含まれる特定の元素(特にSi)の含有量がある範囲に入った時であり、優れた化成処理性を確保するにはその成分範囲を避ける必要があるが、実際上は、Si以外の他の元素の添加範囲を変更しなくてもSi含有量さえ“0.2±0.04%”の範囲を除外するようにすれば、溶接性を阻害せずに所要化成処理性を維持することができる」ことを見出すことができた。

【0021】本発明は、上記知見事項等に基づいて完成されたものであり、「熱延鋼板の成分組成を、C:0.06～0.12%(以降、成分割合を表す%は重量%とする)、Si:0.15%以下あるいは0.25～0.45%、Mn:1.0～2.0%、P:0.05%以下、S:0.005%以下、Cr:0.10～0.70%、Al:0.01～0.05%、Ti:0.02～0.08%、Nb:0.01～0.06%、N:0.0015～0.0080%を含有すると共に、更にMo:0.03～0.5%、V:0.03～0.5%、B:0.0002～0.0050%の1種以上を含むか、或いは更にCu:0.1～0.5%、Ni:0.1～0.5%の2種を組合わせた成分、並びにCa:0.0005～0.005%、

希土類元素:0.005～0.015%の3者のうちの1種又は2種以上をも含み、残部がFe及び不可避免的な不純物から成る如くに調整することによって、引張強度65kg/mm<sup>2</sup>以上の高強度を有し、しかも優れたD.C.バット溶接性と溶接後加工性並びに良好な化成処理性を備えしめた点」に大きな特徴を有し、更には「上記成分組成の鋼片を仕上温度850℃以上で熱間圧延し、400～550℃で巻取った後、脱スケールすることによって、引張強度65kg/mm<sup>2</sup>以上の高強度を有し、しかも優れたD.C.バット溶接性、溶接後加工性並びに良好な化成処理性を備えた高強度熱延鋼板を安定に製造し得るようにした点」をも特徴とするものである。

【0022】

【作用】このように、本発明は、高強度熱延鋼板の製造に当り、微細に析出するTiNの作用によって溶接部の硬度上昇を抑制すべく適量のTiの添加を行い、また溶接熱影響部の軟化を抑えるためにMo、V、Bのうちの1種又は2種以上を適量添加すると共に、更にNb及びCrをTiと複合添加することによって、TiNの溶接部の硬度上昇抑

制作用をTi高添加範囲まで強化維持しつつ、しかも軟化防止のために添加されたMo、V、Bの溶接部硬度上昇作用を相殺することで溶接部付近の硬度分布の均一化・平坦化を図り、これによってD.C.バット溶接性及びD.C.バット溶接後の加工性を改善すると共に、Si含有量の適切な規制によって良好な化成処理性をも兼備した高強度熱延鋼板を得ようというものであるが、以下、本発明において熱延鋼板の成分組成、更には製造条件を前記の如く限定した理由をより詳細に説明する。

#### 【0023】A) 成分割合

〈C〉Cは、必要とする強度を鋼板に確保するのに不可欠な成分であって、しかも安価な元素である。そして、C含有量が0.06%未満であると強度確保を他の強化元素の多量添加により補わなければならず極めて不経済である。一方、鋼板の強度確保をCに頼り過ぎて0.12%を超える量のCを含有させると、パーライト部分が増加して延性の劣化が顕著になると共に靱性の低下を招き、更には溶接部の硬度上昇が抑制できなくなる。従って、C含有量は0.06~0.12%と定めたが、出来ればC含有量は0.10%を超えないように調整するのが望ましい。

【0024】〈Si〉Siは、溶接過程で酸化し溶接端面においてペネトレーターとなって溶接不良を起こしやすくする元素であり、フラッシュバット溶接を行う場合には添加を控える必要のある元素であったが、D.C.バット溶接ではそこまでの影響はない。むしろ、他の元素に比べて延性を低下させずに強度を上昇させる効果が大きいことから、むしろ積極的に添加を図りたい元素である。しかし、Siには電気抵抗値を上昇させて“溶接電流の適切範囲”の上限を下げる作用があり、またフラッシュバット溶接ほどではないものの、多量に含有されるとやはりペネトレーターの原因となって溶接不良率が上昇する。そこで、このような問題を避けるためにはSi含有量を0.45%以下、好ましくは0.05~0.2%程度に調整するのが良いと言える。しかしながら、前述したように、化成処理性を考慮すると0.2±0.04%の範囲は避ける必要がある。ここで、Siが0.2%前後で化成処理性が極端に悪くなる理由は、Si単独での特定範囲での特異現象か、あるいは他の元素との相互作用によるものかは明らかではないが、この範囲を除外すれば他の元素の添加範囲を変更しなくても、溶接性等の特性を阻害することなく化成処理性を問題のないレベルに保つことが可能となる。従って、Si含有量については「0.15%以下」又は「0.25~0.45%」と定めた。

【0025】〈Mn〉Mnは、溶鋼中に不可避的不純物として含まれるSを固定してその有害作用を低減させると共に、Cと同様に鋼板の強度を確保するために必要な成分であり、他の強化元素の添加量にもよるが、60kg/mm<sup>2</sup>以上の引張強度を得るためには1.0%以上含有させる必要がある。しかし、Mnに頼り過ぎて2.0%を超える量のMnを含有させると溶接性や加工性の劣化が無視できなく

なる上、コストアップにもつながる。従って、Mn含有量は1.0~2.0%と定めたが、出来ればMn含有量は1.8%を超えないように調整するのが望ましい。

【0026】〈P〉Pは、一般的な高張力鋼板を製造する場合には延性をそれほど低下させずに強度を上昇できる重要な成分となるが、溶接性を考慮した鋼板においては、溶接時の溶融凝固の際に粒界偏析を生じて脆化を引き起し溶接部不良の原因となる有害な元素である。そのため、本発明鋼板ではP含有量は低いほど望ましい。ただ、本発明では鋼の製造コスト面をも考慮して“不可避的不純物としてのP”の許容上限を0.05%と定めたが、より良好な溶接性を確保するにはP含有量を0.03%以下に抑えるのが望ましい。

【0027】〈S〉Sは鋼板中へ不可避的に混入する不純物元素であり、“製造工程でのヘゲ疵”や“母材もしくは溶接材を成形する際の割れ”の原因となる介在物(MnS)を増大させるので、鋼板の用途にもよるがS含有量はなるべく低くしなければならない。そして、特に、優れた溶接後加工性を示し、例えば自動車のホイールリム用に適用した場合でも不良率を低く抑え得るようにするには、鋼板中のS含有量は0.005%以下に規制する必要がある。

【0028】〈Cr〉Crは、CやMnと同様に鋼板の強度を確保するのに必要な元素であり、またTi及びNbとの複合添加によって溶接後の硬度分布均一化に寄与する成分である。そして、本発明が狙いとするような優れた溶接性と加工性を備え、しかも65kg/mm<sup>2</sup>以上の引張強度を得るためには0.10%以上のCr含有量を確保する必要がある。しかし、CrはMnと同様に溶接部の硬度上昇作用が大きな元素であり、多量に添加すると前述した複合添加の効果が薄れてくる上、添加量が増大してくると強度の上昇効果が飽和してくると共に延性の劣化比率が増大してくる。従って、Cr含有量の上限を0.70%と定めた。なお、Cr含有量の特に好ましい範囲は0.30~0.60%である。

【0029】〈Al〉Alは鋼の脱酸のために添加され、酸化によって失われがちなTiの歩留低下を抑えたり、延性を悪化させる鋼中非金属介在物(酸化物)の生成を抑制する働きを行う。また、常温時効を起こす原因となって延性に悪影響を及ぼすNを、AlNとして固定する作用もある。しかし、Al含有量が0.01%未満であると上記作用による所望の効果が得られず、一方、0.05%を超えて含有させると材料コストが上昇することに加え、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等の介在物が増加して延性の劣化やヘゲと呼ばれる表面欠陥の原因となることから、Al含有量は0.01~0.05%と定めた。

【0030】〈Ti〉Tiは、微細なTiNを析出させることにより鋼板強度を上昇させると共に、溶接時におけるフェライト粒の発生核となって硬質相の生成を抑制し、また粒成長による軟化を抑える作用を発揮する成分であ

る。しかし、その含有量が0.02%未満であると上記作用による所望の効果が得られず、一方、Ti含有量が多くなり過ぎるとTiNが粗大化し、析出数が減少して逆に上記効果が不十分となる。そして、このような理由からTiの単独添加の場合にはその含有量を0.04%以下に抑えなければならないが、NbやCrが複合添加されている本発明鋼板の場合にはその上限値が拡張し、0.08%までは前記効果が持続する。この原因については明らかではないが、複合添加されるこれらの元素とN、Cの析出物間に何らかの相互作用が働くことによるものか、或いはこれらの元素間で複合析出物が生成するためではないかと考えられる。従って、Ti含有量は0.02~0.08%と定めたが、より好ましい範囲は0.03~0.07%である。

【0031】(Nb) Nbは、通常の高強度鋼板の場合にはNbC等の析出強化を期待して添加される元素であるが、本発明においては、Cr及びTiと複合添加されることにより溶接部の硬度上昇を抑制しつつ溶接熱影響部の軟化を抑える効果を奏せしめるために添加される。しかしながら、Nb含有量が0.01%未満であると前記効果が得られず、一方、0.06%を超えて含有させるとその効果が飽和し始め、材料コスト上昇の割には性能向上が低くなることから、Nb含有量は0.01~0.06%と定めたが、より好ましい範囲は0.02~0.05%である。

【0032】(N) Nは、TiN、NbNとして微細析出することで鋼板強度を上昇させると共に、溶接時におけるフェライト粒の発生核となるので硬質相の生成を抑制し、また粒成長による軟化を抑える作用を発揮する成分である。しかし、その含有量が0.0015%未満であると前記作用に所望の効果が得られず、一方、0.0080%を超えて含有させるとTi、Al、Nbで固定できなくなって鋼板の時効性が劣化するようになることから、N含有量は0.0015~0.0080%と定めた。

【0033】(Mo, V, B) 通常、これらの元素は鋼の強度向上や焼入れ性を高めて溶接部の軟化を防止するために添加されるが、溶接部の硬度上昇作用が大きな元素でもあり、例えばホイールリム用高強度鋼板への多量添加は硬度分布の不均一を引き起こす恐れが大きいので、特にD.C.バット溶接法を用いる鋼板への添加は殆ど行われていない。しかし、本発明に係る組成の鋼板では、これらの添加を行っても溶接部の硬度上昇がそれほど大きくなく、溶接熱影響部が軟化するのを抑制する効果と強度向上効果を支障なく得ることができる。この理由は明らかではないが、前述したようなCr、Ti、Nbの複合添加によって生じる析出物が関連した相乗作用によるものと考えられる。そして、上記効果はMo、V、Bの単独添加又は2種以上の複合添加の何れによっても得られるが、Mo、Vでは0.03%未満、またBでは0.0002%未満の含有量であると効果が顕著ではなく、一方、Mo、Vでは0.5%、Bでは0.0050%を超えて含有させても効果が飽和してコストが増すばかりとなる。従って、Mo含有量につい

ては0.03~0.5% (好適範囲0.03~0.2%)、V含有量についても0.03~0.5% (好適範囲0.03~0.2%)、B含有量については0.0002~0.0050% (好適範囲0.0005~0.001%)と定めた。

【0034】(Cu, Ni) Cu、Niは鋼板の耐食性を向上させる作用を有しているため必要により添加される成分である。このうちCuは安価であることからNiに優先して使用したい成分であるが、Cuを単独添加した場合には“Cuチェック疵”を発生するので、Cuは必ずNiと複合で添加する必要がある。そして、Cu、Niの含有量が何れも0.1%未満では効果が十分でなく、一方、何れの場合も0.5%を超えて含有させる必要はないことから、Cu、Ni含有量は何れも0.1~0.5%と定めた。

【0035】(Ca, 希土類元素) Ca、希土類元素(REM)には何れも硫化物系介在物を球状化して無害化し、加工性、特に伸びフランジ性を向上させる作用があるため、必要により単独又は複合で添加される成分であるが、Caが0.0005%未満、そして希土類元素の場合には0.005%未満の含有量では上記効果が十分でなく、一方、Caの場合には0.005%を、そして希土類元素では0.015%を超えて含有させてもその効果が飽和してしまうばかりか、かえって酸化物系介在物が増加して鋼の清浄度が悪くなり延性や加工性が劣化する。従って、Ca含有量は0.0005~0.005%、また希土類元素含有量については0.005~0.015%とそれぞれ定めた。

#### 【0036】B) 製造条件

本発明に係る鋼板は、通常熱延条件に従って製造された場合でも実用上問題のない性能が付与されるが、熱間圧延の仕上温度については、TiCの析出強化をより有効に活用できることから850℃以上とするのが良い。なお、仕上温度の上限については特に制限する理由はないが、930℃程度で十分である。

【0037】また、巻取温度は低目に設定し、若干の制御冷却を行った方が硬度分布が均一になる傾向がある。これは、巻取温度を低目とすることにより“巻取りまでの冷却により生じた硬質組織が溶接の熱影響によって軟化する反応”、“巻取りまでの冷却によって析出せずに固溶していたMo、V等の析出によって生じる2次硬化作用”及び“前述した硬度均一化作用”とが相乗され、溶接部の硬度上昇と溶接熱影響部の軟化をより抑制する方向に働くためと考えられる。

【0038】この場合、巻取温度が550℃を上回ると上記効果を十分に享受することができず、一方、400℃を下回る温度で巻取ったとしても効果のより一層の向上は見られない。なお、熱間圧延が終了してから巻取るまでの間の冷却速度は、平均冷却速度で15℃/s以上とするのが良い。

【0039】勿論、素材鋼の組成に関する条件を除く熱延鋼板の製造条件が必ずしも前記範囲に入っていないくても、余程かけ離れた条件で製造を行わない限りは実用上

それ程問題となるような特性不良は生じず、上述した製造条件は、これを満たすと特性の若干の向上、均一化、安定化が達成できる好適範囲を示すものと言えなくもない。

\*【実施例】まず、常法に従って表1及び表2に示す成分組成の鋼片を溶製した。

【0041】

【表1】

【0040】次いで、本発明を実施例により説明する。 \*

表 1

鋼種	化 学 成 分 (重量%)												そ の 他
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	Nb	N	Mo	V	B
A	0.09	0.09	1.43	0.017	0.001	0.61	0.031	0.061	0.041	0.0025	—	—	0.0003
B	0.06	0.12	1.66	0.021	0.002	0.55	0.028	0.059	0.038	0.0021	—	0.05	—
C	0.10	0.07	1.32	0.014	0.002	0.23	0.023	0.031	0.022	0.0018	0.03	—	—
D	0.07	0.10	1.09	0.023	0.002	0.39	0.022	0.058	0.021	0.0037	—	0.06	0.0005
E	0.12	0.13	1.51	0.022	0.002	0.51	0.041	0.063	0.044	0.0039	0.03	0.04	—
F	0.08	0.07	1.38	0.018	0.001	0.54	0.033	0.056	0.046	0.0032	—	—	0.0004
G	0.07	0.10	1.45	0.012	0.001	0.43	0.036	0.051	0.035	0.0042	0.23	0.33	—
H	0.08	0.33	1.55	0.025	0.002	0.35	0.029	0.071	0.031	0.0033	0.40	—	0.0020
I	0.06	0.38	1.75	0.033	0.003	0.66	0.043	0.073	0.055	0.0053	0.03	0.03	—
J	0.11	0.44	1.63	0.013	0.001	0.57	0.022	0.064	0.040	0.0037	0.03	—	—
K	0.10	0.43	1.52	0.014	0.001	0.56	0.017	0.021	0.028	0.0035	0.23	—	—
L	0.09	0.40	1.58	0.042	0.002	0.62	0.043	0.075	0.051	0.0022	—	—	0.0002

(注) 残部成分はFe及び不可避免的不純物である。

【0042】

【表2】



表 2

鋼種	化 学 成 分 (重量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	Nb	N	Mo	V	B	そ の 他
M	0.07	≦0.20	1.13	0.020	0.001	0.49	0.019	0.060	0.033	0.0027	—	0.04	0.0009	—
N	0.09	≦0.16	1.26	0.021	0.001	0.56	0.033	0.055	0.049	0.0044	0.18	—	—	—
O	0.10	≦0.24	1.45	0.008	0.001	0.60	0.014	0.021	0.045	0.0038	0.25	—	—	—
P	0.09	0.09	1.41	0.014	0.001	≦0.03	0.034	0.053	0.045	0.0025	—	0.04	—	—
Q	0.08	≦0.23	1.55	0.028	0.003	0.33	0.042	≦0.011	0.039	0.0062	0.04	0.03	—	—
R	0.09	0.34	1.43	0.013	0.002	0.39	0.045	0.069	≦0.005	0.0031	0.03	0.04	—	—
S	0.12	0.35	1.68	0.025	0.002	0.52	0.034	0.059	0.039	0.0034	*—	*—	*	—
T	≦0.18	≦0.22	1.35	0.018	0.002	0.42	0.042	0.054	0.041	0.0039	—	0.05	—	Ca:0.0006
U	0.09	≦0.53	1.38	0.022	0.002	0.25	0.041	0.043	0.034	0.0042	0.05	0.04	—	—
V	0.08	≦0.18	≦2.20	0.031	0.003	0.43	0.041	0.062	0.054	0.0039	—	—	0.0005	Ca:0.0005
W	≦0.17	0.13	≦0.92	0.019	0.002	0.14	≦0.054	0.024	0.031	0.0044	0.03	0.03	—	—
X	0.07	≦1.18	1.17	0.013	0.001	0.50	0.038	≦0.081	≦0.003	0.0036	*—	*—	*	—

比較鋼

(注1) 残留成分はRe及び不可避的不純物である。

(注2) \*印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0043】続いて、これら鋼片を加熱後、仕上温度が850～950℃の間となる熱間圧延を施し、熱間圧延終了後は表3に示す巻取り温度にまで水冷してから巻取りを行った。次に、上記巻取り後の各鋼板に0.5～1%

の調質圧延を施し、通常の塩酸による酸洗（脱スケール）を行って製品鋼板（2.6mm厚）とした。

【0044】

【表3】

試験番号		適用鋼種	熱延後の 巻取温度 (℃)	得られた熱延鋼板の特性			
				引張強度 (kg/mm <sup>2</sup> )	曲げ割れ長さ率 (%)	ΔHv	化成処理 性の評価
本 発 明 例	1	A	440	82.5	0	30	○
	2	B	460	78.3	0	25	○
	3	C	450	73.5	0	25	◎
	4	D	520	66.8	0	25	◎
	5	E	460	81.8	0	35	○
	6	F	480	67.6	0	35	◎
	7	G	480	84.2	0	40	◎
	8	H	400	84.8	1	40	○
	9	I	500	85.8	2	40	○
	10	J	550	80.6	3	35	◎
	11	K	550	77.2	3	35	○
	12	L	500	84.1	4	40	○
比 較 鋼	13	*M	500	68.4	0	25	×
	14	*N	530	75.9	0	35	△
	15	*O	550	82.3	0	40	△
	16	*P	450	76.1	18	45	◎
	17	*Q	490	78.3	82	80	×
	18	*R	460	73.6	11	60	◎
	19	*S	480	88.3	8	55	○
	20	*T	520	91.9	35	80	×
	21	*U	500	71.8	41	40	◎
	22	*V	440	93.8	52	90	×
	23	*W	490	68.3	46	75	◎
	24	*X	460	81.9	100	50	◎

(注1) \*印は、本発明の対象から外れていることを示す。

(注2) 曲げ割れ長さ率＝“曲げ割れ長さ”の試験片幅に対する比率。

(注3) ΔHv：最高硬度(溶接部)と最低硬度(溶接熱影響による軟化部又は母材部のうちの低い方)の差。

【0045】そして、このようにして製造された各熱延鋼板からJIS5号引張試験片を採取して引張強度の測定を行い、また、これらの熱延鋼板を小型溶接機によりラボD.C.バット溶接したサンプルについて、ローラー曲げ試験(試験片幅160mm)と硬度分布測定(Hv5kg)を実施した。更に、各熱延鋼板について化成処理性の評価も行った。

【0046】これらの結果を表3に併せて示す。なお、化成処理性の評価は、各熱延鋼板から切り出した試験片をりん酸亜鉛処理液(PBL-3080：日本パーカラライジング社商品名)に120秒間浸漬し、その時のりん酸亜鉛皮膜の形成状態を観察して行ったが、その評価結果は  
○： 全く問題なし、

○： 一部に微小スケ部分があるが問題なし、

△： スケ部あり、

×： かなり大きなスケ部分ありで表示した。

【0047】表3に示される結果からも、本発明に係る熱延鋼板は65kg/mm<sup>2</sup>以上の高い引張強度を有し、しかも溶接部の曲げ割れ長さ率が低く、ΔHvの値が小さいことが明らかである。また、化成処理性にも問題のないことが分かる。従って、本発明に係る熱延鋼板は、例えば要求性能がより厳しくなってきた自動車のホイールリム材としても十分に満足できる強度、D.C.バット溶接性、溶接後の加工性並びに化成処理性を兼備するものであることが確認できる。これに対して、成分組成が本発

明で規定する条件を満たしていない比較鋼板では、強度的には高い値が得られるが、D.C. バット溶接性、溶接後の加工性あるいは化成処理性面での特性が十分でない。

【0042】

【効果の総括】以上に説明した如く、本発明によれば、

引張強度  $65 \text{ kg/mm}^2$  以上の高強度と優れたD.C. バット溶接性、溶接後加工性及び化成処理性とを兼備した高強度熱延鋼板を安定提供することが可能となり、自動車用ホイールリムを始めとする各種部材の性能向上に大きく寄与できるなど、産業上有用な効果がもたらされる。